

樹脂の K_{Ic} 試験 (その 2)

- 樹脂の K_{Ic} に及ぼす影響因子の整理と考察 -

株式会社 シミズテック 技術顧問
木内 晃 (Akira KIUCHI)

1. まえがき

弊社では、金属材料とともに樹脂を対象とした材料試験を試験メニューとしている。

樹脂は、通常、大きな変形能を示すが、き裂が存在すると変形能が大きく低下する。特に、非結晶性樹脂では室温下でも線形的な破壊を生じ、高力アルミ合金の破壊挙動に似ている^{*1)}。

き裂が存在する状態で単調載荷を受ける材料の強さを破壊靱性値と呼ぶ。線形的に破壊する場合、線形弾性平面歪破壊靱性値 K_{Ic} を求める試験法が、金属材料では ASTM E399⁹⁾、樹脂の場合は ASTM D5045⁷⁾ で規格化されている。

弊社のテクニカルレポート No.2⁸⁾ で、ASTM D5045 の試験法の概要を ASTM E399 と対比して、説明した。ASTM D5045 は、ASTM E399 をベースに 1990 年に制定されたが、まだ、ASTM E399 のようには活用されておらず、規格の根拠が不明な点も多い。

本報では、樹脂の K_{Ic} 試験の力学的説明の第 2 報として、樹脂の K_{Ic} に及ぼす影響因子を公表文献をもとに整理し、金属と比較して考察する。また、樹脂の K_{Ic} 試験の課題について検討する。

2. 樹脂の K_{Ic} 試験に関する公表文献

樹脂の破壊に関する研究分野で日本の第一人者である成澤⁹⁾によると、ASTM D5045 の制定に先立ち、米国では 1986 年に樹脂の破壊靱性を測定するための標準化検討委員会が発足し、欧州ではその 1 年前の 1985 年に同様な検討がスタートした。種々の樹脂に対してラウンドロビンテストが行われ、最終的に 1990 年に ASTM D5045 が制定された。しかし、ASTM D5045 の制定に先立ち行われた試験のデータは、筆者の知る限りでは公表されておらず、樹脂の K_{Ic} 試験に関する公表データの数は少ない。

教科書としては、成澤郁夫⁴⁾著、”プラスチックの破壊靱性”や T.L. Anderson⁵⁾著、”FRACTURE MECHANICS”があり、その中で樹脂の K_{Ic} 試験に関するデータが示されている。論文としては、M. S. Cayard¹⁰⁾ のテキサス A&M 大学の学位論文のほか、原田ら¹¹⁾、栗山ら¹²⁾、辻¹³⁾、辻ら¹⁴⁾および木内ら¹⁵⁾の論文と、その数は限られている。

以下では、これらの文献を基に、 K_{Ic} 値に及ぼす影響因子について整理するとともに考察する。

3. $K_Q(K_{Ic})$ に及ぼす影響因子

テクニカルレポート No.2⁸⁾ の中で暫定破壊靱性値 K_Q の求め方や K_Q を K_{Ic} と認定するための判定条件について説明した。ASTM D5045 の判定条件

*1) 似ているのは巨視的な挙動で、微視的な挙動は異なっている。樹脂の微視的挙動に関しては文献 1)~5) を参照していただき、本レポートでは、巨視的な力学的観点から、樹脂の破壊靱性について説明する。

は式(1)および式(2)で表され、両式をともに満足すれば、 K_Q は線形弾性平面歪破壊靱性値 K_{Ic} と見做なせる。

$$B, a, W-a \geq 2.5(K_Q/\sigma_{ys})^2 \quad (1)$$

$$P_{max}/P_Q \leq 1.10 \quad (2)$$

ここで、 B ：試験片厚、 a ：き裂長さ

W ：試験片幅、 σ_{ys} ：降伏応力

P_{max}, P_Q ：3.2 項の Fig.9 を参照

3.1 試験片厚 B

M. S. Cayard¹⁰⁾ は、比較的延性に富んだ非結晶性樹脂である、硬質塩化ビニール(硬質 PVC) およびポリカーボネート(PC)を対象に、面内寸法一定で、試験片厚 B を変化させて K_{Ic} 試験を行い、 K_Q に及ぼす B の影響を調べた。

T.L. Anderson 著⁵⁾、"FRACTURE MECHANICS"の 8 章(Fracture Testing of Nonmetals)では、上記の M. S. Cayard の実験結果を引用している。硬質 PVC および PC の K_Q に及ぼす B の影響を調べた結果を文献 5)から引用し、Fig.1 に示す。

成澤⁴⁾は、自著の"プラスチックの破壊靱性"の中で、S. Hasemi と J.G. Williams の論文¹⁶⁾を引用し、PVC と結晶性樹脂のポリアセタール(POM)の K_Q に及ぼす B の影響を示している。それを Fig.2^{*2)}に示す。

Fig.1 を見ると、破壊靱性値 K_Q に及ぼす B の影響は認められない。PC の場合は、さらに B の小さい領域を調べないと明確なことは言えないが、硬質 PVC の場合は、式(1)を満足していない $2.5\text{mm} \leq B < 32\text{mm}$ でも、板厚依存性は認められない。いっぽう、Fig.2 の式(1)を満足していない領域では、破壊靱性値は B の減少に伴い増加しており、金属の K_{Ic} 試験¹⁷⁾と同じ傾向が認められる。

このように Fig.1 と Fig.2 では、異なった傾向を示すが、その理由は定かではない。

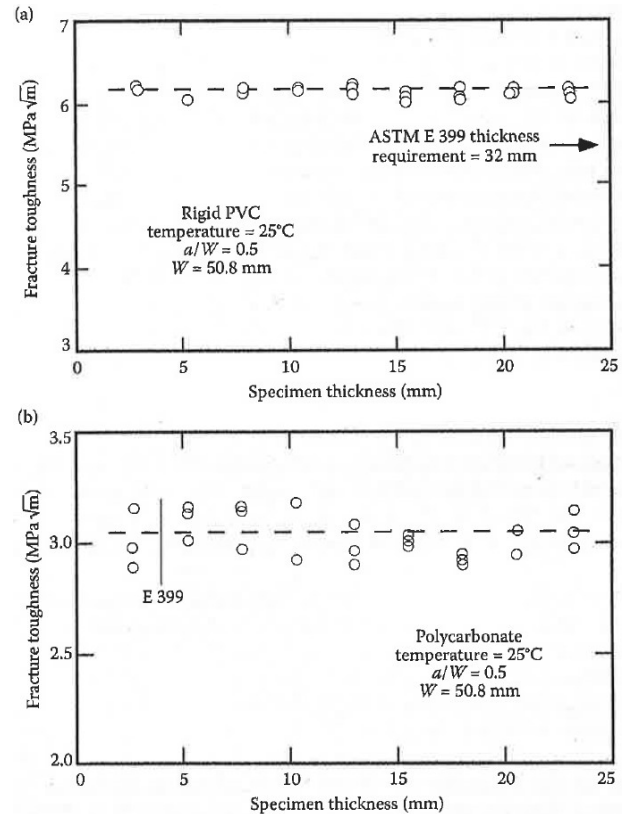


Fig.1 Effect of specimen thickness on fracture toughness of plastics (a) Rigid PVC (b) PC⁵⁾

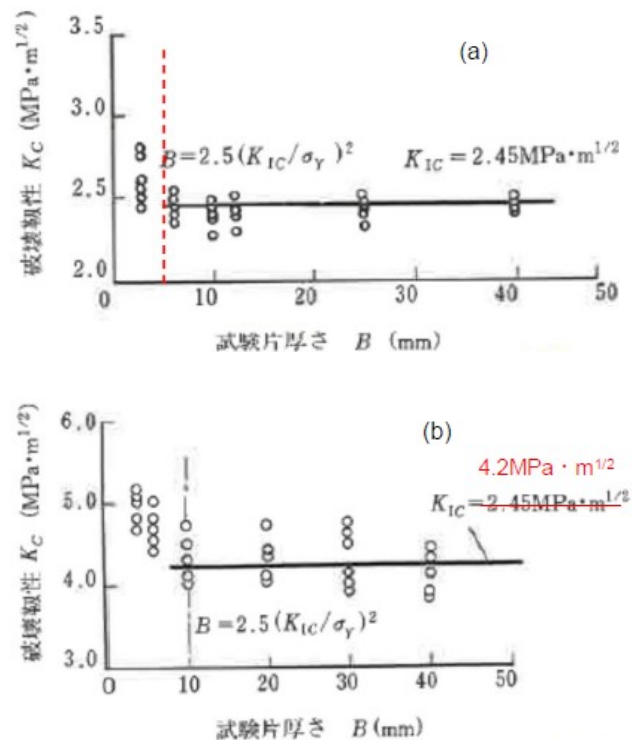


Fig.2 Effect of specimen thickness on fracture toughness of plastics (a) PVC (b) POM⁴⁾

*2) Fig.2 に関しては、文献 4)の図の中に、線の抜けや誤表示があったので、赤線や赤字で修正した。また、文献 4)の図は日本語表記なので、そのまま引用した。

ASTM E399 では、2005 年版から式(1)の左辺から B が省かれたが*3)、樹脂の場合、データ数が少なく、現状では B を含めた式を使用するべきと思われる。

3.2 試験片幅 W またはリガメント $W-a$

M. S. Cayard¹⁰⁾ は、硬質 PVC および PC を対象に、 $W/B=2$ 一定で、試験片幅 W を変化させて K_{Ic} 試験を行い、 K_Q に及ぼす W の影響を調べている。その結果を Fig.3⁴⁾ に示す。

成澤は、文献4)の中で、結晶性樹脂のナイロン PA6 の破壊靱性に及ぼす W の影響を調べた結果を載せており、それを Fig.4 に示す。

PC については、辻ら¹⁴⁾や木内ら¹⁵⁾も K_Q 、 K_{Ic} に及ぼす W の影響を調べており、その結果を Fig.5 および Fig.6 に示す。

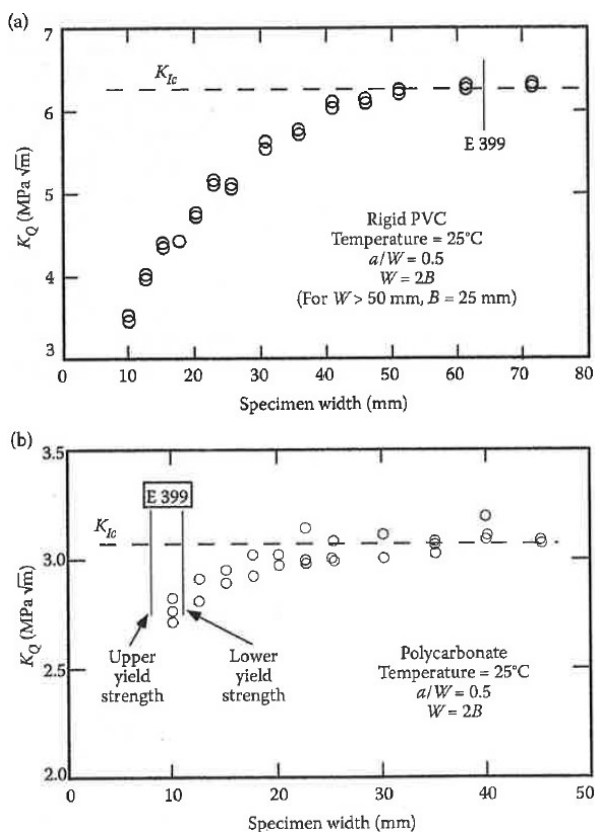


Fig.3 Effect of specimen width (W) on fracture toughness of plastics (a) Rigid PVC (b) PC⁵⁾

*3) B が省かれた理由は文献 18)を参照されたい。

*4) Fig.3 は、原論文ではなく文献 5)から引用した。

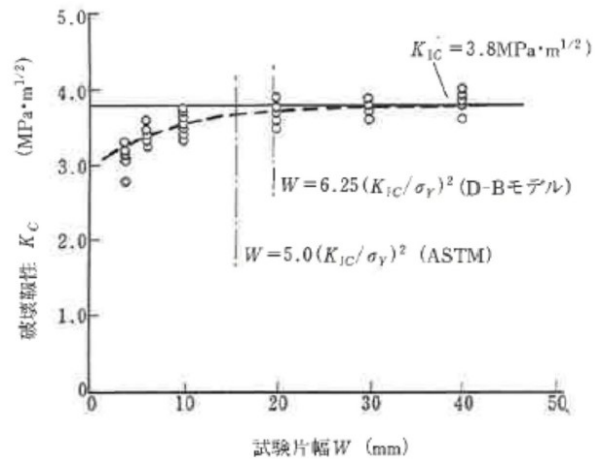


Fig.4 Effect of specimen width (W) on fracture toughness of Nylon (PA6)⁴⁾

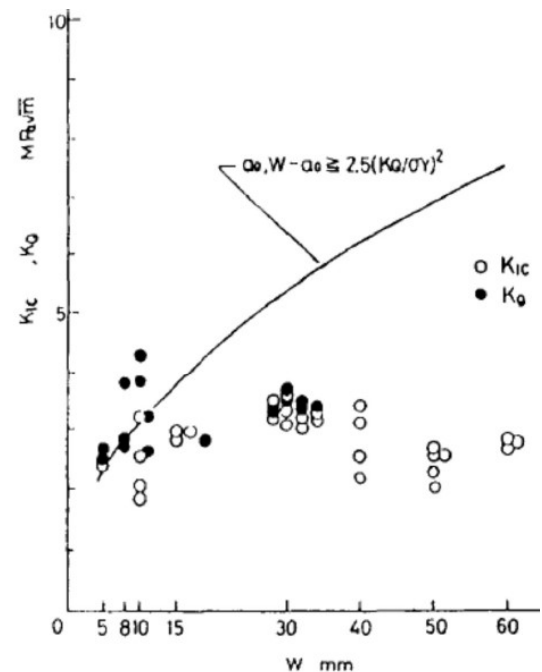


Fig.5 Effect of W on fracture toughness of PC¹⁴⁾

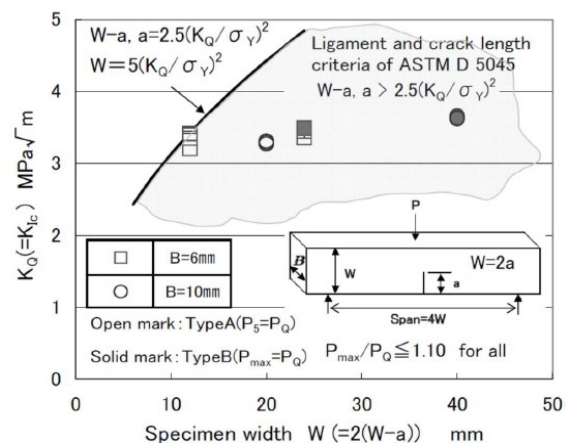


Fig.6 Effect of W on fracture toughness of PC¹⁵⁾

Fig.3～6 から、以下のことが言える。

- (1) Fig.5 は、ばらつきが大きい、破壊靱性値の W 依存性は見られない。
- (2) Fig.3 の(b)、4 および 6 では、 W が小さくなると破壊靱性値が漸減するが、式(1)を満足する範囲では、その低下割合は小さく、大きくても 10%程度である。なお、式(1)を満足する範囲で、 W の減少に伴い破壊靱性が漸減する主原因は、 K_Q の定義の問題と考えられる^{15),18)}。
- (3) Fig.3 の(a)では、式(1)を満足しない領域で、 K_Q が W の減少に伴い大きく低下する。この原因は K_Q が安定き裂を伴った値ではなく、き裂先端近傍が降伏した結果として得られた値であるためと考えられる。この K_Q は破壊靱性値と認められないので、注意を要する。

(2)と(3)については、以下で詳しく説明する。

樹脂の K_Q に及ぼす W の影響は、式(1)を満足する範囲では小さいが、Cayard¹⁰⁾ や辻ら¹⁴⁾ はこれを問題視し、式(1)の $W-a$ に対する判定条件に代わる式として、彼らの実験結果を基に以下の式を提案した。なお、 $W \approx 2(W-a)$ である。

$$\text{Cayard の提案}^{10)} \quad W \geq 12(K_Q/\sigma_{ys})^2 \quad (3)$$

$$\text{辻らの提案}^{14)} \quad W \geq 40\text{mm} \quad (4)$$

木内ら¹⁵⁾は、Cayard が求めた PC の $s-s$ 線図を基に 3 点曲げ試験の弾塑性 FEM 解析を行い、き裂先端近傍が降伏した結果として求められる K_Q (K_{Qpl}) を、 W を変化させて求めた。その結果を Fig.7 に●印で示す。同図には、Fig.3(b)の PC の実験値(○)と $K_Q=3.07\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ (K_{Ic} の値)としたときの式(1)、(3)および式(4)の上限も併記した。

K_{Qpl} の W 依存性は実験値(○)と比べてはるかに大きな傾きを示す。また、 K_{Qpl} と W の関係は、実線で示す式(1)の上限より上側に位置しており、式(1)を満足する○印は安定き裂を伴った K_Q であると言える。Fig.6 の $B=6\text{mm}$, $W=12\text{mm}$ の 3 点曲げ試験片を用いて、 K_{Ic} 試験時の安定き裂進展状況をビデオ撮影した結果を Fig.8¹⁵⁾ に示すが、 $P=P_Q$ 時には安定き裂が発生、進展していることがわかる。

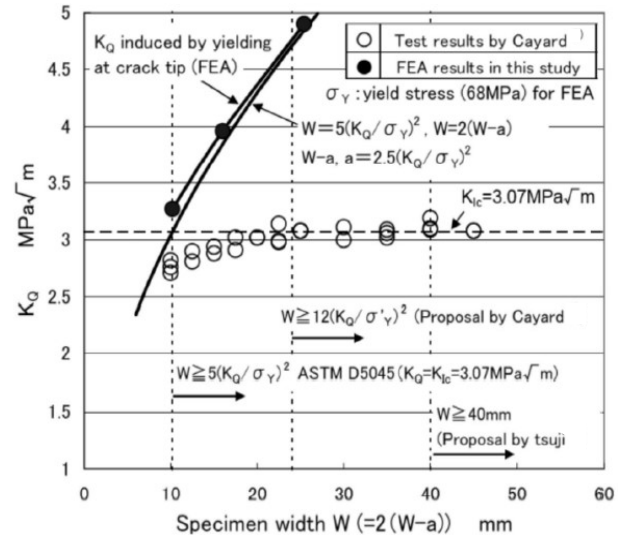


Fig.7 Comparison between FEM analysis and experimental results of PC¹⁵⁾

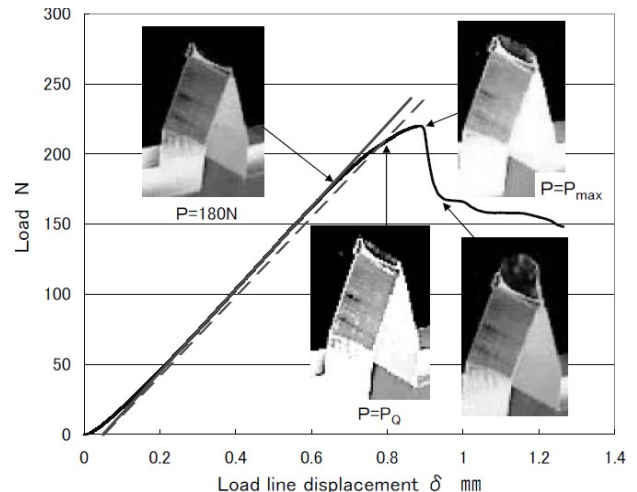
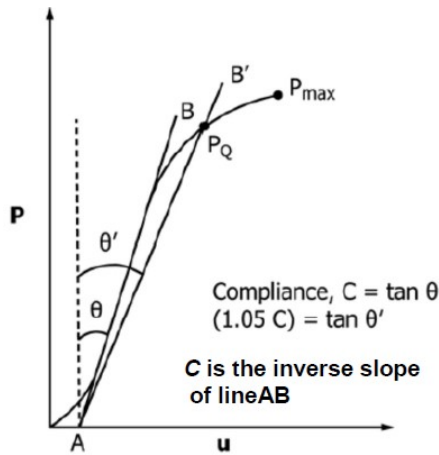


Fig.8 Behavior of stable crack growth of PC¹⁵⁾

式(1)を満足する範囲でも、 W が小さくなると破壊靱性が漸減する主原因は、以下に示す K_Q の定義にあると思われる。

ASTM D5045 では、Fig.9 に示すように、荷重 - 荷重線変位線図の線形域の直線 AB のコンプライアンス $C=\tan\theta$ より 5%大きいコンプライアンス $\tan\theta'$ の線 AB' を引き、その線と荷重 - 荷重線変位線図の交点の荷重 P_Q から K_Q を計算する。この K_Q は、弾性体の場合、き裂が初期き裂長さ a の約 2% 進展したときの K 値に対応する⁸⁾。

K 値と安定き裂進展量 Δa の関係を示すき裂進展抵抗曲線 ($K-R$ 曲線) は、上に凸のカーブを描く¹⁸⁾。したがって、 W が小さくなる、すなわち、 a が

Fig.9 Determination of C and P_Q ⁷⁾

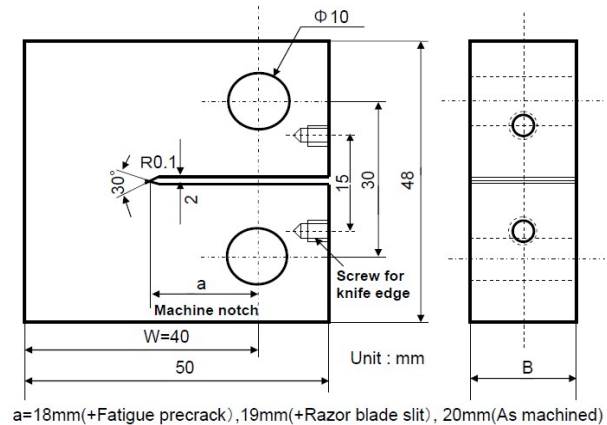
小さくなると K_Q に対応する Δa も小さくなり、 K_Q も小さくなる。これは、金属の K_{Ic} 試験では、良く知られた現象で、テクニカルレポート No.1¹⁸⁾ で詳しく説明しているので参照していただきたい。

樹脂の $K-R$ 曲線に関する研究は少なく、明確なことは言えないが、樹脂は金属に比べて $K-R$ 曲線の傾きが小さいと思われる。その結果、式(1)を満足する範囲では、 K_Q の W 依存性が比較的小さくなるのではないと思われる。また、 W が小さい方が K_Q は小さく、安全側の値となるので、Cayard¹⁰⁾や辻ら¹⁴⁾の提案式を満足しなくても、式(1)を満足して安定き裂を伴った K_Q であることが保証されれば、 K_{Ic} と見做しても差し支えないと思われる。

3.3 予き裂の導入手法

ASTM D5045 では、機械ノッチの先端に剃刀により予き裂を設けることになっており、金属の K_{Ic} 試験の規格である ASTM E399 の疲労予き裂は、認められていない。成澤⁴⁾によると、樹脂では疲労き裂の成長がクレイズ^{*5)}を伴ったりして単純ではなく、また手数がかかることから新しい剃刀を用いて予き裂を導入する方法がとられている。

栗山ら¹²⁾は、剃刀による予き裂導入時の温度が3種類の樹脂の破壊靱性に及ぼす影響を調べ、剃刀による予き裂導入装置を開発している¹⁹⁾。

Fig.10 CT specimen used in this study¹⁵⁾

木内ら¹⁵⁾は、非結晶性樹脂の中の脆性材料であるポリメチルメタクリレート(PMMA、板厚：10mm)と比較的延性に富んだPC(板厚：20mm)を用いて、疲労予き裂を含め、剃刀による予き裂導入方法が K_{Ic} に及ぼす影響を調べた。

用いた試験片は機械ノッチの先端半径が0.1mmの $W=40$ mmのCT試験片(Fig.10)で、板厚は素材厚のままとした。疲労き裂試験片は最大容量10kNの電気油圧サーボ式疲労試験機を用いて約2mm長さの疲労予き裂を設けた。疲労予き裂導入時の最大 K 値は、PCの場合、 $0.89 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 、PMMAの場合、 $0.44 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ (ともに応力比は0.1)である。

剃刀スリット試験片は市販の新しいカッターナイフを用いてスライディング法で導入した。

ASTM D5045では、スライディング法によるスリットを一回の動作で入れることになっているが、一回の動作では長くても0.5mm程度であるので、PCに関しては、複数回の動作で約1.7mm長さのスリットを設けた試験も行った。ASTM D5045では、鋸動作によるスリットも認められているが、上記の複数回動作は、これには該当しないと思われる。また、両材料について、先端半径0.1mmの機械ノッチのままの試験も行った。

一部の試験片に対しては、剃刀スリットや疲労予き裂の導入による残留応力の影響を調べるため、PMMAは97.5℃、PCは130℃で5時間保持し、その後、炉冷の熱処理を実施した。

*5) クレイズは引張方向に配向した分子束と体積率40～50%のボイドからなる樹脂特有の現象で、一種の局所的な塑性変形の様式とも、脆性破壊の前駆現象とも言われている。詳しくは文献1)～5)を参照されたい。

本試験で得られた PMMA および PC の破壊靱性試験結果を Fig.11 に示す。

Fig.11 から以下のことが言える。

- (1) 疲労き裂試験片の結果は、PC の 1 体が式(2)を満足しなかったが、その他はすべて式(1)および式(2)をともに満足し、ASTM D 5045 に準拠した K_{Ic} が得られた。
- (2) 疲労き裂試験片の K_{Ic} 値はばらつきが小さく、その平均値は PMMA の場合 $1.03\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 、PC の場合 $3.48\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ である。PC の値は Cayard¹⁰⁾ や辻¹³⁾の試験結果とよく一致している。
- (3) 剃刀スリット試験片の K_{Ic} の平均値は、PMMA では疲労き裂試験片のそれより約 45% 高い。原田ら¹¹⁾の試験でも、同様な結果が得られている。いっぽう、PC の場合は逆に約 12% 低い値を示したが、この原因は不明である。

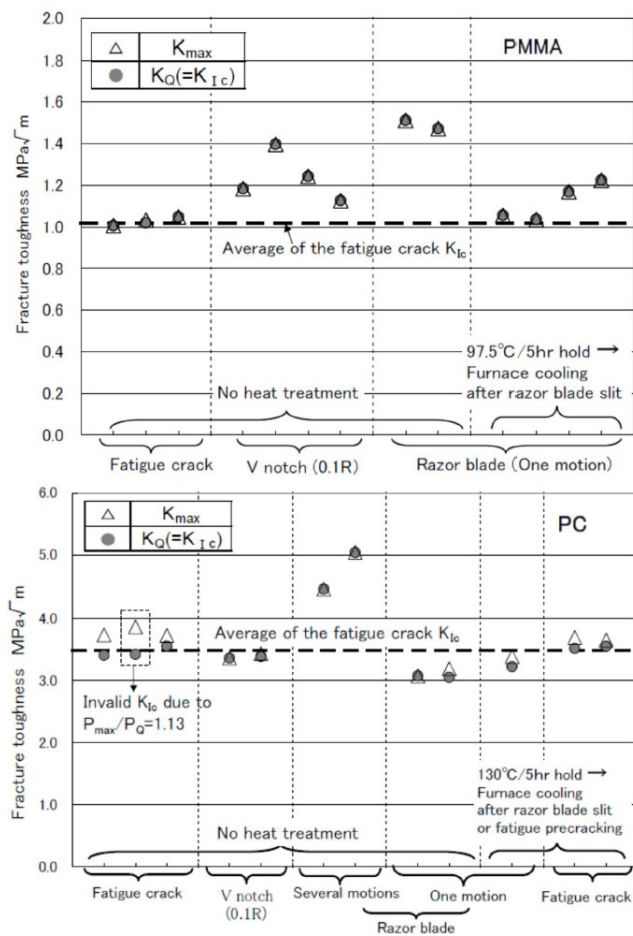


Fig.11 Effect of pre-cracking procedures on fracture toughness of PC¹⁵⁾

- (4) PC の場合、スライディング法による剃刀加工を複数回行い、深さ約 1.7mm まで導入した試験片についても試験したが、その K_{Ic} の平均値は疲労き裂試験片のそれより約 36% 高い値を示した。剃刀スリットの K_{Ic} が疲労き裂のそれより高くなる原因は、スリット加工時に生じる圧縮残留応力の影響と思われる。
- (5) 剃刀スリット加工(1 回)後に熱処理を行うと、PMMA、PC とも疲労き裂試験片の K_{Ic} に近づいた。
- (6) PC の場合、疲労き裂導入後に熱処理を行った試験片についても試験したが、 K_{Ic} および破壊形態とも熱処理の有無による有意差は認められなかった。
- (7) 先端半径 0.1mm の機械ノッチのままの K_{Ic} 値は、PMMA では、ばらつきが大きく、平均値は疲労き裂のそれより 24% 高い。いっぽう、PC の場合、両者はほぼ一致した。

上記のように、剃刀スリット試験片の K_{Ic} は安定せず、疲労き裂試験片による K_{Ic} の方が安定している。ASTM D5045 では、予き裂導入手段として疲労予き裂を認めていない。先に示したように、その理由として、疲労予き裂の導入は手間がかかること、また、疲労予き裂の導入はクレイズを伴ったりして単純でないことがあげられている⁴⁾。

疲労予き裂の導入には疲労試験機が必要となるが、樹脂の疲労き裂進展速度は速く、30 分程度で疲労き裂を導入可能である。Fig.11 の試験の疲労予き裂導入時にクレイズが発生したかは確認できていないが、PC、PMMA とも、疲労き裂試験片を用いて安定した K_{Ic} が得られていることは事実であり、疲労予き裂も予き裂導入手段の 1 つとして検討するべきであると考えられる。

3.4 疲労予き裂導入条件

辻¹³⁾は、PC を用いた K_{Ic} 試験で、破壊靱性値に及ぼす疲労予き裂導入条件の影響を調べている。

Fig.12 は疲労予き裂導入時の周波数の影響、Fig.13 は疲労予き裂導入時の最大 K 値 ($K_{f,max}$) の

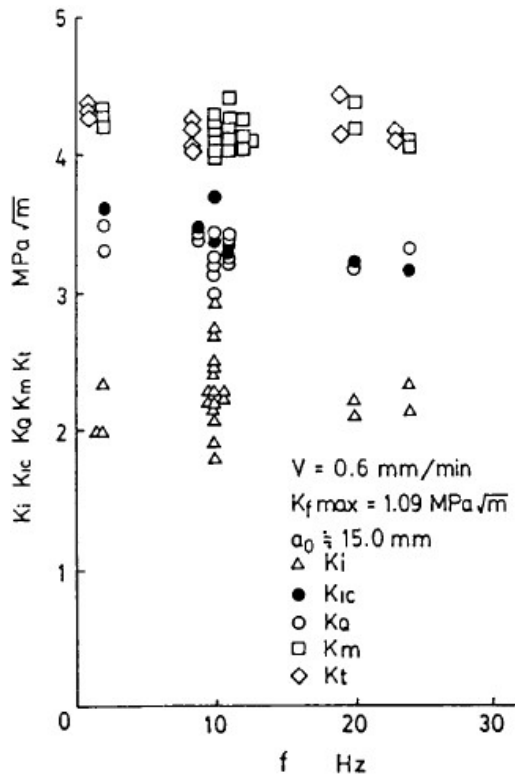


Fig.12 Effect of frequency of fatigue cracking on fracture toughness of PC¹³⁾

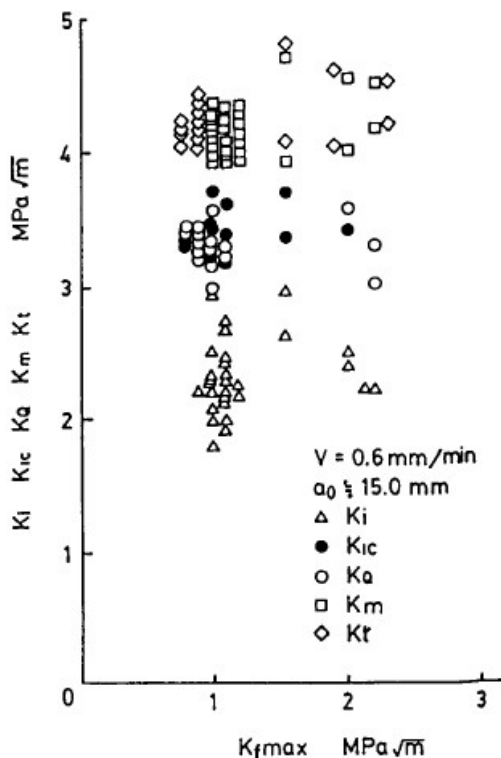


Fig.13 Effect of maximum K of fatigue cracking, $K_{f,max}$ on fracture toughness of PC¹³⁾

影響を調べた結果である。両図の K_i , K_m , K_t は、それぞれ、荷重-荷重線変位の線形限界、最大荷重 (P_{max})、破壊荷重に対する K 値である。ばらつきはあるが、破壊靱性値 K_Q , K_{Ic} を含め、周波数や $K_{f,max}$ による有意な差異は認められない。

疲労予き裂導入時にクレイズを伴う可能性が指摘されているが、Fig.12、Fig.13 によると疲労予き裂導入条件を変えても K_Q , K_{Ic} に有意な差は認められず、比較的安定した値が得られている。

3.5 予き裂長さ

ASTM D5045 では、剃刀によるスリット深さは、鋸によるノッチの幅または機械ノッチの先端半径の2倍より長くする必要がある。

いっぽう、ASTM E399 では、疲労予き裂を導入する必要があり、その長さは、ノッチ幅 N が W の1%以上の場合 ($W=25\text{mm}$ のとき $N \geq 0.25\text{mm}$)、1.3mm と W の2.5%の大きい方より長くする必要がある。Fig.10 のノッチ先端半径 0.1mm の場合、ASTM D5045 の予き裂の最小必要長さは 0.2mm で、金属の ASTM E399 に比べてかなり短い。

K_{Ic} に及ぼすノッチ先鋭度の影響は 3.3 で示したように素材によって異なるので、必要な予き裂長さを実験により定めることは難しく、解析的に検討する必要があると考える。

機械ノッチの先端に予き裂が存在する場合の K 値 ($K_{pre-crack}$) と合計長さが同じき裂の K 値 (K_{crack}) を比較すると、予き裂長さが短い場合、 $K_{pre-crack}$ は K_{crack} より小さく、予き裂長さの増加に伴い K_{crack} に漸近する²⁰⁾と考えられる。

ノッチの幅 N 、ノッチの長さ a_N 、ノッチの先端角度 θ 、ノッチ先端半径 ρ 、予き裂長さ $a_{pre-crack}$ をパラメータとして数値解析を行い、ノッチ長さに対して予き裂をどの程度伸ばせば $K_{pre-crack}$ が K_{crack} と同等レベルになるかを調べる必要がある。

ASTM D5045、ASTM E399 とともに、何を根拠に必用な予き裂長さを決めたのか定かでない。特に、ASTM D5045 の予き裂長さの要求は、金属の ASTM E399 に比べてかなり緩く、その根拠を明確にする必要があると思われる。

3.6 試験速度

樹脂は粘弾性体であるので、 K_{Ic} 試験においても試験速度の影響を受ける可能性がある。

辻¹³⁾は、PC を用いた K_{Ic} 試験で、破壊靱性値に及ぼすクロスヘッド変位速度の影響を調べている。その結果を Fig.14 に示す。また、成澤著の文献⁴⁾には、S.Y. Hobbs と R.C. Bopp²¹⁾ が調べた結晶性樹脂のポリブチレンテレフタレート(PBT)の破壊靱性に及ぼすクロスヘッド速度の影響が載っており、それを Fig.15 に示す。

Fig.14 の K_i , K_m , K_t は、破壊靱性の指標ではないので、 K_Q (○) と K_{Ic} (●) についてクロスヘッド速度の影響を見ると、 K_Q と K_{Ic} は 60mm/min で若干低下するが、0.06~20mm/min では有意な差は見られない。Fig.15 でも、1in/min (25.4mm/min)までは

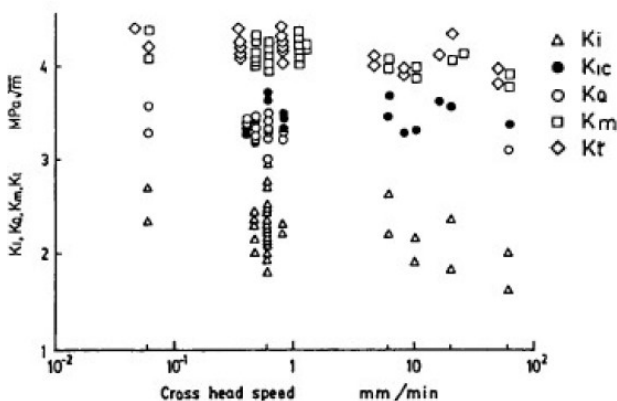


Fig.14 Effect of cross head speed on fracture toughness of PC¹³⁾

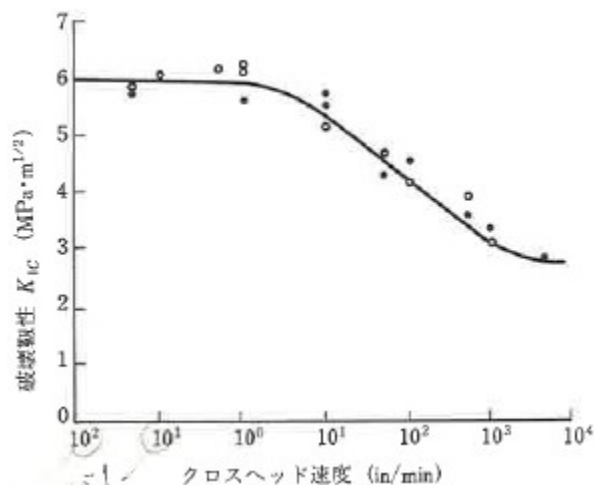


Fig.15 Effect of cross head speed on fracture toughness of PBT⁴⁾

クロスヘッド速度の影響はなく、それより速くなると速度の増加に伴い K_{Ic} は減少する。

ASTM D 5045 では、10mm/min で試験を行うことになっており、それは速度の影響を受けない範囲に属しているが、Fig.14、Fig.15 によれば、さらに遅い速度で試験しても速度の影響は受けないと言える。

以上の結果から、 K_{Ic} 試験では、樹脂が粘弾性体であることを意識する必要はないと思われる。

3.7 P_{max}/P_Q

辻¹³⁾は、PC を用いた K_{Ic} 試験で、破壊靱性値に及ぼす P_{max}/P_Q の影響を調べている。その結果を Fig.16 に示す。ASTM D 5045 では、 $P_{max}/P_Q > 1.10$ の K_Q は K_{Ic} と認められないが、Fig.16 では、 $P_{max}/P_Q > 1.10$ でも K_Q に及ぼす P_{max}/P_Q の影響に有意な差は生じていない。

木内^{18), 22)}は、金属の K_{Ic} 試験で、 P_{max}/P_Q の制約は不要であることを示したが、樹脂の K_{Ic} 試験でも、 K_Q が安定き裂を伴った値であることが保証されれば、式(2)は不要と思われる。3.2 で示したように、樹脂の場合も、式(1)を満足すれば、安定き裂を伴った K_Q であると言える。ただし、金属に比べて余裕度は小さいので、式(1)による判定に余裕がないと予想される場合、ASTM D 5045 で許容される $2 \leq W/B \leq 4$ の範囲で、なるべく W が大きな試験片を採用するのが望ましい¹⁵⁾。

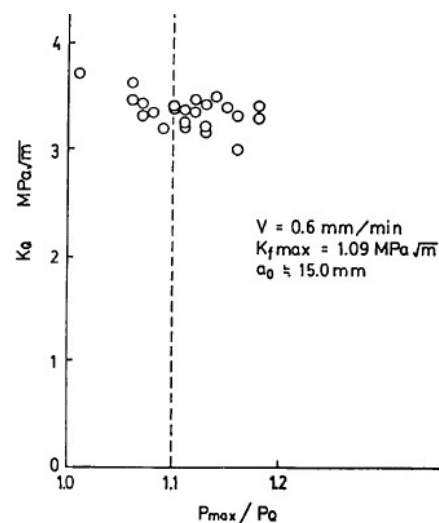


Fig.16 Effect of P_{max}/P_Q on fracture toughness of PC¹³⁾

4. 樹脂の s-s カーブの特徴と $K_Q(K_{Ic})$ に及ぼす影響

(1) 粘弾性体

樹脂は粘弾性体であり、試験中に弾性率が低下する可能性がある。しかし、文献 5)によると、 K_{Ic} 試験は素材のガラス転移温度より低温で実施され、試験時間も短いので、試験中に弾性特性は変化しないと考えて差し支えないと示されている。このことは、Fig.14、Fig.15 の結果とも矛盾しない。

(2) σ_{ys} までの非線形挙動と歪軟化

工業用樹脂の代表的な s-s 線図の模式図を Fig.17⁵⁾に示す。非線形を呈してピークを示したのち、歪軟化により応力が低下し、その後、歪硬化により応力は再上昇し、破断する。降伏応力 σ_{ys} の定義は、最初のピーク値とされる^{5),8)}。Fig.17 と同様な s-s 線図を示す PC の σ_{ys} は、文献 14)によると 68MPa、そのときの非弾性歪は約 3%となる。ちなみに、高力アルミ合金などの金属の σ_{ys} には 0.2%耐力が用いられ、その場合の非弾性歪は 0.2%である。

上記の樹脂の特徴、すなわち、 σ_{ys} までの非線形性が大きくかつ歪軟化を呈することは、き裂先端近傍で降伏が生じ易く、 K_{Ic} 試験の荷重-変位線図に非線形挙動が現れ易い方向に働く。その結果、き裂先端近傍の降伏の結果として得られる K_Q 値を低く見積もる可能性がある。この点については、次号のテクニカルレポートで検討する。

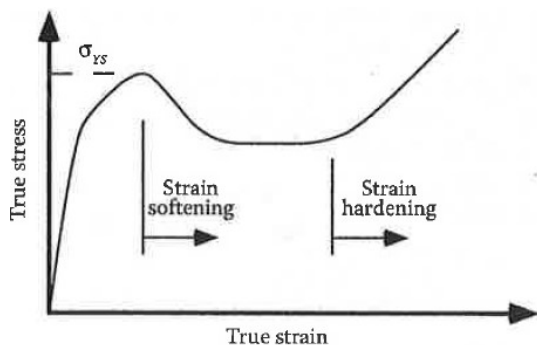


Fig.17 Typical stress-strain response of engineering plastics⁵⁾

5. むすび

弊社のテクニカルレポート No.2⁸⁾で、樹脂の平面歪破壊靱性値 K_{Ic} を求める試験規格である ASTM D5045 の試験法の概要を金属の K_{Ic} 試験の規格である ASTM E399 と対比して、説明した。

ASTM D5045 は ASTM E399 をベースに、1990 年に制定されたが、まだ、ASTM E399 のようには活用されておらず、規格の根拠が不明な点も多い。

本報では、樹脂の K_{Ic} 試験の力学的説明の第 2 報として、樹脂の K_{Ic} に及ぼす影響因子を公表文献を基に整理し、金属と比較して考察した。また、樹脂の K_{Ic} 試験の課題についても示した。

樹脂の s-s 線図の特徴、すなわち、 σ_{ys} までの非線形性が大きく、かつ歪軟化を呈することは、き裂先端近傍で降伏が生じ易い方向に働く。

式(1)の合否判定の意義は、テクニカルレポート No.1¹⁸⁾に示したように、 $K=K_Q$ でのき裂先端近傍に形成される塑性域寸法が試験片寸法に比べて十分に小さいことを保証するものである。

上記の樹脂の s-s 線図の特徴が、この判定に及ぼす影響については、次号のテクニカルレポートで検討する。

参考文献

- 1) 横堀武夫監修、成沢郁夫著；“高分子材料強度学”，オーム社，(1982)。
- 2) 石川優，成沢郁夫；“高分子固体の破壊条件とじん性の評価”，日本材料強度学会誌，第 17 巻，第 4 号，pp85-101，(1983)。
- 3) 成沢郁夫；“高分子材料の強度と破壊靱性”，日本金属学会会報，第 27 巻，第 8 号，pp650-656，(1988)。
- 4) 成沢郁夫著；“プラスチックの破壊靱性”，シグマ出版，(1993)。
- 5) T. L. Anderson；“FRACTURE MECHANICS, Fundamentals and Applications, Fourth Edition”，CRC Press，(2017)。
- 6) ASTM E399-20；“Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials”，(2020)。

- 7) ASTM D 5045-14; “Standard Test Methods for Plane-Strain Fracture Toughness and Strain Energy Release Rate of Plastic Materials”, (2014).
- 8) 木内晃; “ASTM D5045 による樹脂の K_{Ic} 試験 -ASTM E399(金属の K_{Ic} 試験)との比較-”, Shimizu-tech Technical Report No.2, pp.1-5, (2021/5).
- 9) 成澤郁夫; “欧米における高分子の破壊靱性測定標準化とその測定法”, マテリアルライフ, Vol.4, No.1, pp.9-16, (1992).
- 10) M. S. Cayard ; “Fracture toughness characterization of polymers”, Ph.D. Dissertation, Texas A&M University, (1990).
- 11) 原田昭治, 野田尚昭, 深迫泉, 遠藤達雄; “ぜい性材料の破壊じん性に及ぼす初期スリットの鋭さの影響”, 材料, 第 35 巻, 第 397 号, pp.1157-1162, (1986).
- 12) 栗山卓, 成澤郁夫; “高分子材料の破壊靱性に及ぼす予き裂導入法の効果”, 成形加工, 第 1 巻, 第 5 号, pp.529-537 (1989).
- 13) 辻穀一 ; “ポリカーボネートの破壊靱性評価に関する研究”, 日本機械学会論文集(A 編), 第 58 巻, 第 546 号, pp.212-217 (1992).
- 14) 辻穀一, 酒井譲; “ポリカーボネートの破壊靱性の板幅依存性に関する研究”, 日本機械学会論文集(A 編), 第 58 巻, 554 号, pp.1792-1797 (1992).
- 15) 木内晃, 陳 栄, 清水洋志; “樹脂の破壊じん性値に及ぼす予き裂導入法および試験片幅の影響”, 材料, 第 61 巻, 第 12 号, pp.940-945, (2012).
- 16) S. Hasemi and J.G. Williams; “J. Mater. Sci., Vol.19, pp.3746-3759, (1984).
- 17) M. H. Jones and W. F. Brown, Jr.; “The Influence of Crack Length and Thickness in Plane Strain Fracture Toughness Tests”, ASTM STP 463, pp.63-101, (1970).
- 18) 木内晃; “ASTM E399 による K_{Ic} 試験の合否判定基準の意義と必要性”, Shimizu-tech Technical Report No.1, pp.1-10, (2021/3).
- 19) 龐振林, 栗山卓, 成澤郁夫; “プラスチックの破壊じん性試験のための予き裂導入法に関する研究”, 成形加工, 第 3 巻, 第 5 号, pp.359-365 (1991).
- 20) H. Nisitani et. al “Stress Intensity Factor of a Crack Emanating from a Hole or Notch (An Examination Based on Equivalent Crack Length), Transactions of Japan Society of Mechanical Engineers A, Vol.66, No.642, pp.369-373, (2000).
- 21) S.Y. Hobbs and R.C. Bopp; “Polymer, Vol.21, p559, (1980).
- 22) 木内晃, 石原健一; “ミクロボイド合体型破壊に対する K_{Ic} 試験の合否判定基準に関する提案”, 圧力技術, 第 53 巻, 第 1 号, pp.16-26, (2015).

【著者紹介】

木内 晃

〒651-2241 神戸市西区室谷 2 丁目 2 番 6 号

TEL : 078-992-1160 FAX : 078-992-2533

E-mail : kiuchi@shimizutech.co.jp

注) 論文の著者名として、成澤郁夫と成沢郁夫の 2 通りの表記がある。参考文献は、各文献に記されている氏名をそのまま記したが、本文では、成澤に統一した。